## EFEITO DA DEFORMAÇÃO A QUENTE NA TRANSFORMAÇÃO DA AUSTENITA

EM\_ UM\_AÇO BIFÁSICO PARA LAMINAÇÃO A QUENTE (1)

The shares Burry of the Let She Life.

# Autores:

## Antonio Augusto Gorni (2)

Osvaldo Luís Guglielmi Branchini (3)

No. 2011 - Anna State

## RESUMO

A deformação exerce papel fundamental na obtenção dos aços com mi croestrutura bifásica ("dual phase") produzidos diretamente da lamina ção a quente. O objetivo deste trabalho foi verificar o efeito da de formação a quente na transformação e propriedades de um aço bifásico ao Mn-Si-Cr-Mo. Verificou-se que a deformação levou à aceleração da reação ferrítica, refinando o grão e elevando a resistência mecânica e a capacidade de alongamento do material.

 Contribuição Técnica a ser apresentada no Seminário de Laminação da A.B.M., setembro de 1990.

(2) Membro da A.B.M. Engenheiro de Materiais da Divisão de Pesquisa Tecnológica da COSIPA.

(3) Membro da A.B.M. Engenheiro Metalurgista da Divisão de Laminação a Frio da COSIPA.

## INTRODUCÃO

Os aços bifásicos - materiais que têm microestrutura composta de matriz de ferrita poligonal mais 10 a 20% de uma mistura de bainita/ martensita, designada a partir daqui como constituinte não-ferríti co - são um tipo de produto relativamente novo que, na forma de cha pas, conciliam alta resistência mecânica e boa conformabilidade. Suas principais características são (1):

- ausência de ponto de escoamento;

- limite de escoamento a 0,2% entre 300 e 380 MPa;
- alta taxa de encruamento (n = 0,2 a 0,3);
- limite de resistência entre 620 a 655 MPa;
- baixa relação limite de escoamento/limite de resistência (0,5 a 0,6);
- alongamento total igual ou superior a 27%.

A figura 1<sup>(2)</sup> mostra o diagrama TRC de um aço bifásico com 0,06%C, 1,20% Mm, 1,36% Si, 0,51% Cr e 0,37% Mo obtido a partir do material não-deformado e deformado a quente.

Ao se analisar o diagrama obtido para o material não-deformado ob serva-se que a têmpera em água desse aço leva à formação de uma micro estrutura totalmente bainítica, sem cementita, formando um constituin te denominado ferrita bainítica mais nartensita "inter-laths" com teor de carbono relativamente baixo (2,3). Sob velocidades intermediárias de resfriamento - entre 3,65 e 0,19°C/s - ocorre a formação de matriz de ferrita poligonal e grãos de constituinte não-ferrítico compostos de bainita granular - ferrita bainítica mais martensita -, e martens<u>i</u> ta com alto teor de carbono além de filmes de austenita retida. En quanto que a martensita com alto teor de carbono tem aspecto "compa<u>c</u> to", a bainita granular apresenta aspecto "lamelar", em decorrência da alternância de ferrita bainítica e martensita<sup>(5)</sup>. Sob menores vel<u>o</u> cidades de resfriamento ocorre a formação de perlita como constitui<u>n</u> te não-ferrítico.

MATHY et alii<sup>(4)</sup> determinaram a dureza dos diversos constituintes presentes na microestrutura dessa liga. Observa-se que no caso da fer rita sua dureza diminui a medida que o tempo de resfriamento aumenta. Já a dureza da bainita dininui de 275 para 235 HV ao se diminuir a ve locidade de resfriamento de 100 para 10°C/s, mas apresenta evolução para 320 HV para taxas entre 2 e 4°C/s. Quanto ã martensita, os mes mos autores verificaram um pico de dureza sob taxas de aproximadamen te 1,0°C/s.

#### INTRODUCÃO

ter and the second s

Os aços bifásicos - materiais que têm microestrutura composta de matriz de ferrita poligonal mais 10 a 20% de uma mistura de bainita/ martensita, designada a partir daqui cono constituinte não-ferríti co - são um tipo de produto relativamente novo que, na forma de cha pas, conciliam alta resistência mecânica e boa conformabilidade. Suas principais características são (1):

- ausência de ponto de escoamento;

- limite de escoamento a 0,2% entre 300 e 380 MPa;
- alta taxa de encruamento (n = 0,2 a 0,3);
- limite de resistência entre 620 a 655 MPa;
- baixa relação limite de escoamento/limite de resistência (0,5 a 0,6);
- alongamento total igual ou superior a 27%.

A figura 1<sup>(2)</sup> mostra o diagrama TRC de um aço bifásico com 0,06%C, 1,20% Nn, 1,36% Si, 0,51% Cr e 0,37% Mo obtido a partir do material não-deformado e deformado a quente.

Ao se analisar o diagrama obtido para o material não-deformado ob serva-se que a têmpera em água desse aço leva à formação de uma micro estrutura totalmente bainítica, sem cementita, formando um constitui<u>n</u> te denominado ferrita bainítica mais martensita "inter-laths" com teor de carbono relativamente baixo (2,3). Sob velocidades intermediárias de resfriamento - entre 3,65 e  $0,19^{\circ}$ C/s - ocorre a formação de matriz de ferrita poligonal e grãos de constituinte não-ferrítico compostos de bainita granular - ferrita bainítica mais martensita -, e martens<u>i</u> ta com alto teor de carbono além de filmes de autenita retida. En quanto que a martensita com alto teor de carbono tem aspecto "compa<u>c</u> to", a bainita granular apresenta aspecto "lamelar", em decorrência da alternância de ferrita bainítica e martensita<sup>(5)</sup>. Sob menores vel<u>o</u> cidades de resfriamento ocorre a formação de perlita como constitui<u>n</u> te não-ferrítico.

MATHY et alii<sup>(4)</sup> determinaram a dureza dos diversos constituintes presentes na microestrutura dessa liga. Observa-se que no caso da fe<u>r</u> rita sua dureza diminui a medida que o tempo de resfriamento aumenta. Já a dureza da bainita diminui de 275 para 235 HV ao se diminuir a v<u>e</u> locidade de resfriamento de 100 para  $10^{\circ}$ C/s, mas apresenta evolução para 320 HV para taxas entre 2 e  $4^{\circ}$ C/s. Quanto ã martensita, os me<u>s</u> mos autores verificaram um pico de dureza sob taxas de aproximadame<u>n</u> te 1,0°C/s. COLDREN et alii<sup>(5)</sup> verificaram, sob escala industrial, que a lami nação a quente acelerava a transformação da austenita nessa liga, re duzindo o tempo de incubação da ferrita de 200 para cerca de 6 a 15 segundos. DESALOS et alii<sup>(6)</sup> obtiveram resultados similares em escala de laboratório para diversos aços de baixa liga, verificando ainda que nas ligas que apresentam baía de austenita metaestável pronuncia da - caso dos aços bifásicos para laminação a quente - o efeito da de formação no sentido de se acelerar a transformação é mais efetivo.

JONAS et alii<sup>(7)</sup> estudaram a influência da deformação na reação austenita — ferrita de dois aços bifásicos ao Mn-Si-Cr-Mo através de ensaios de torção a quente. Verificou-se que a aceleração da reação ferrítica foi de 3 a 20 vezes em relação ao material não-deformado. A medida que a temperatura de deformação se aproxima do ponto Ar<sub>3</sub> o <u>e</u> feito da deformação na aceleração da transformação é cada vez maior. Isto foi atribuído ao menor grau de recristalização que a austenita deformada a baixa temperatura apresenta. A temperatura de início da formação de ferrita foi elevada de 50°C devido à deformação.

ANELLI et alii<sup>(8)</sup> também verificaram o efeito da deformação a quente sobre a transformação de diversos aços bifásicos através de la minação laboratorial. Os autores verificaram um aumento de aproximada mente 20% na fração de ferrita poligonal presente na microestrutura de anostras de aco bifásico resfriadas a 2ºC/s a partir de 900°C quan do se comparava o material laminado com o não-deformado. Observou-se ainda elevação de 30°C na temperatura de início da formação de ferri ta devido à deformação. A utilização de temperaturas de acabamento a cima de 900°C provoca grande redução no efeito da deformação, que se traduz na redução da fração de ferrita de 80% para 55% para um aco com 0,06%C, 1,50% Mn, 1,05% Si e 1,00% Cr, laminado a quente e res friado a 2°C/s até a temperatura ambiente. A provável causa deste fa to é a recristalização da austenita. De todo modo, a aceleração máxi ma da reação ferrítica devido a laminação em escala laboratorial foi de 3 a 5 vezes maior em relação ao material não-deformado.

Outro resultado conflitante foi obtido por SIMON et alii<sup>(9)</sup>. Nes te trabalho foi determinada a influência de 35% de deformação por tra ção a 930°C sobre a decomposição da austenita, através de dilatome tria. Procurou-se com isso simular as condições de processamento da última cadeira do Laminador de Tiras a Quente que, segundo estes auto res, tên a maior influência sob tal aspecto. A aceleração verificada na reação ferrítica foi muito pequena, como mostra a tab. 1,que lista

os resultados obtidos para um aço con 0,092% C, 0,92% Mn, 1,53% Si, 0,55% Cr e 0,21% Mo. Como seria de se esperar, verificou-se que para resfriamentos lentos a recristalização decorrente reduziu o efeito da deformação sobre a reação ferrítica. Entretanto, a deformação alterou consideravelmente as propriedades mecânicas do aço bifásico, elevando o limite de escoamento e de resistência, mas mantendo relativamente constante a relação de escoamento.

BEENKEN et alii<sup>(2)</sup> e VLAD et alii<sup>(10)</sup> também estudaram a influên cia da deformação sobre a transformação de diversos aços bifásicos <u>u</u> tilizando dilatometria. Os resultados obtidos podem ser vistos na f<u>i</u> gura 1. Verificou-se a jã mencionada aceleração da reação ferrítica, como também diminuição do campo bainítico-martensítico do diagrama, bem como o abaixamento da temperatura de início de formação da bain<u>i</u> ta-martensita para pequenos tempos de resfriamento. Contudo, sob meno res velocidades de resfriamento, essa temperatura volta a subir, pro vavelmente devido à recristalização da austenita metaestável, que se traduz numa apreciável redução da influência da deformação.'A redução das temperaturas E<sub>s</sub> e M<sub>s</sub> pode ser explicada pela supersaturação de la cunas no material<sup>(10)</sup>.

Observou-se ainda que a deformação reduziu de forma notável o tem po necessário para a obtenção de 20% de constituinte não-ferrítico du ro, bem como diminuiu o tamanho de grão para uma mesma velocidade de resfriamento. O refino de grão promovido pela deformação tem como re sultado o aumento do limite de escoamento e de resistência; entretam to, o alongamento uniforme e a estricção não são alterados significa tivamente<sup>(2)</sup>.

O efeito da deformação sobre a transformação da austenita nos <u>a</u> ços bifásicos obtidos diretamente da laninação a quente foi atribuído ao aumento da densidade de defeitos na austenita e da área dos conto<u>r</u> nos austeníticos, o que aumenta a velocidade de nucleação da ferrita e o fluxo de difusão <sup>(7,11)</sup>.

## PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

O aço bifásico estudado no presente trabalho foi elaborado en for no de indução a vácuo. Sua composição química foi 0,063% C, 0,87% Mn, 1,46% Si, 0,41% Cr e 0,38% Mo. Foi obtido um lingote de aproximadamen te 100 kg, o qual foi posteriormente forjado e laminado. Os corpos de prova para os ensaios de laminação foram usinados a partir das barras assim obtidas. Esses corpos de prova foram aquecidos a 1200°C por 45 minutos e laminados en cinco passes, de 25 para 5 mm. As amostras sem deforma ção eram chapas de 5 mm do mesmo aço bifásico que foram aquecidas em forno-mufla a 1050°C durante 45 minutos. Essa é a menor temperatura recomendada para se garantir a completa austenitização das amostras<sup>(2)</sup>. Após a laminação a quente ou tratamento térmico o corpo de prova era resfriado em um dos meios de têmpera disponíveis: água, óleo, solução aquosa de poliacrilamida a 0,55%, ar ou vermiculita, em ordem decre<u>s</u> cente de severidade de têmpera.

Posteriormente foram retiradas amostras do material, as quais fo ram polidas e atacadas. Elas foram analisadas metalograficamente quan to a fração volumétrica, tamanho de grão, caminho livre médio ferrít<u>i</u> co e dureza Vickers com carga de 25 g dos diversos constituintes da microestrutura através de análise metalográfica quantitativa<sup>(12)</sup>. Foi utilizado o ataque de Le Pera<sup>(13)</sup> para a determinação da fração volu métrica dos constituintes não-ferríticos e Nital 5% para a determina ção, do tamanho de grão e identificação dos constituintes para os en saios de dureza Vickers.

O cálculo dos diversos parâmetros topológicos a partir dos dados provenientes dos campos observados ao microscópio ótico foi efetuado através de programas desenvolvidos em micro-computador da linha Apple II+(14). Todos os parâmetros foram determinados com uma precisão mín<u>i</u> ma de  $\pm$  5%.

Além disso, foram efetuados ensaios de tração a partir das amos tras obtidas, utilizando-se corpos de prova reduzidos de acordo com a Norma ASTM A-370. Foram determinados assim os limites de escoamento e resistência e os alongamentos uniforme e total.

#### RESULTADOS E DISCUSSÃO

A figura 2 apresenta as microestruturas obtidas para as amostras laminadas e não-deformadas temperadas em óleo. Verificou-se que en quanto a amostra não-deformada apresentou microestrutura totalmente martensítica, a laminada a quente mostrou predominância de ferrita, o que demonstra o efeito acelerador da deformação a quente sobre a transformação da austenita.

De fato, a medida que a velocidade de resfriamento foi reduzida, ocorreu maior diminuição na fração de constituinte não-ferrítico nas amostras não-deformadas, como se pode observar a partir dos dados apresentados na figura 3. As amostras resfriadas em vermiculita apr<u>e</u> sentaram fração de constituinte não-ferrítico praticamente igual nos dois casos. Isto pode ser atribuído ao efeito dos processos de resta<u>u</u> ração que ocorrem durante o resfriamento lento, e que tendem a anular o efeito da deformação (2,7).

O tamanho de grão ferrítico foi maior para as amostras não-defor madas para todos os meios de resfriamento, como mostra a figura 4. O aumento do tamanho de grão ferrítico para as amostras não-deformadas torna-se mais evidente a medida que se reduziu a velocidade de res friamento. Isto pode ser explicado pela ausência do efeito refinador do grão proporcionado pela deformação, o qual é bem maior do que o proporcionado pelo resfriamento mais intensivo.

Jã o tamanho de grão do constituinte não-ferrítico também foi mai or para as amostras não-laminadas, de acordo com a figura 4. Contudo, a evolução desse tamanho de grão a medida que se reduziu a taxa de resfriamento foi diferente para os dois tipos de amostra: para o mate rial não-deformado o tamanho de grão do constituinte não-ferrítico caiu de forma acentuada, enquanto que para o material laminado ele praticamente não variou.

Este resultado pode ser explicado com base no fato de que o tama nho de grão do constituinte não-ferrítico é proporcional tanto à fra ção desse constituinte como ao tamanho de grão ferrítico<sup>(2)</sup>. No mate rial não-deformado a queda da fração de constituinte não-ferrítico é muito abrupta a medida que se passa da solução aquosa de poliacrilami da para ar como meio de têmpera, anulando o efeito do crescimento de grão ferrítico, o que resulta numa diminuição do tamanho de grão do constituinte não-ferrítico. Já para o material laminado a quente há pouca variação tanto na fração volumétrica de constituinte não-ferrí tico como no tamanho de grão ferrítico na faixa de velocidades de res friamento onde aparece a ferrita, o que resulta numa variação muito pequena do tamanho de grão do constituinte não-ferrítico.

A figura 5 mostra a evolução da distância livre média da ferri ta - ou espaçamento entre os grãos de constituinte mão-ferrítico - pa ra os dois tipos de amostra. Também esse parâmetro é maior para as <u>a</u> mostras não-deformadas do que para as laminadas e seu aumento a med<u>i</u> da que cai a velocidade de resfriamento é mais acentuada para as amos tras não-laminadas.

A dureza da ferrita praticamente foi a mesma para os dois tipos de amostra. Ambas apresentaram dureza decrescente a medida que se re duzíu a velocidade de resíriamento, como mostra a figura 6. Isto po de, a princípio, ser atribuído à progressiva redução da fração de constituinte não-ferrítico, o qual contribui para a dureza da ferrita através do aumento da densidade de discordâncias na ferrita<sup>(15)</sup>.

Já a dureza do constituinte não-ferrítico foi maior para o mate rial laminado a quente, conforme os dados da figura 6. Contudo, sua evolução de dureza a medida que se reduz a taxa de resfriamento foi diferente para os dois tipos de amostra. Enquanto que o material nãolaminado apresentou valores praticamente constantes, apresentando li geira queda apenas sob as menores velocidades de resfriamento, o mate rial laminado a quente mostrou valor máximo da dureza do constituinte não-ferrítico para as amostras resfriadas ao ar, que é uma velocidade de resfriamento intermediária. Una possível explicação para este fato pode ser uma interação entre a redução na fração de constituinte não ferrítico e o aumento no tamanho de grão ferrítico a medida que a ve locidade de resfriamento é diminuída. Uma vez que o carbono expulso durante a reação ferrítica se concentra nas regiões de austenita rema nescente que posteriormente darão origem ao constituinte não-ferríti co, a redução da fração volumétrica desse constituinte leva à maior concentração de carbono nestes locais, elevando sua dureza. Uma micro estrutura com grãos ferriticos refinados contribui para um fluxo. in tensificado de carbono, enriquecendo ainda mais os grãos de consti tuinte não-ferrítico com esse elemento.

Assim, a menor fração de constituinte não-ferrítico e o menor ta manho de grão global das amostras laminadas a quente levou a um maior valor de dureza do constituinte não-ferrítico presente na microestru tura. O valor máximo observado na amostra laminada e resfriada ao ar pode ser atribuído a um enriquecimento máximo de carbono que ocorre sob essas condições. Para menores velocidades de resfriamento a difu são pode não ter sido tão intensa devido à menor área interfacial dis ponível, provocando assim menor dureza do constituinte não-ferrítico. Além disso, neste caso efeitos de revenido também podem contribuir ra ra isso<sup>(16)</sup>.

O material laminado apresentou maior limite de escoamento que o não-deformado, exceto para as amostras resfriadas em óleo e solução aquosa de poliacrilamida, conforme mostra a figura 7. Essa discrepân cia pode ser explicada pela fração de constituinte não-ferrítico con sideravelmente maior que ocorreu nas amostras não-laminadas. Para meios de têmpera menos severos a diferença de fração volumétrica en tre as amostras laminadas ou não é menor; neste caso, a maior dureza da ferrita e o menor tamanho de grão e distância livre média da ferri ta das amostras laminadas deve ter concorrido para que seu limite de escoamento fosse maior do que o das amostras não-deformadas. Deve-se ressaltar também a evolução mais abrupta do limite de escoamento das amostras laminadas a medida que abaixou a taxa de resfriamento. Isto pode ser atribuído ã grande alteração na microestrutura que se verifi cou ao se passar da têmpera em água para óleo - de totalmente martem sítica a predominantemente ferrítica.

Uma análise de regressão "stepwise" mostrou que o limite de escoa mento pode ser relacionado com a distância livre média ferrítica atra vés de uma relação similar à de Hall-Petch para as amostras com micro estrutura ferrítica:

L.E.  $[MPa] = 178 + 967 L_{\alpha\alpha}^{-1/2}$ r<sup>2</sup> = 0,85 E.P.E. = 15 99% Confiança

onde  $L_{wx}$  é a distância livre média ferrítica, em mícrons. A representação gráfica desta função pode ser vista na figura 8a.

Já o limite de resistência das amostras laminadas sempre foi maior do que para as não-laminadas, conforme mostrado na figura 7. Neste ca so, o grão mais refinado das amostras laminadas deve ter concorrido para tal. É interessante notar que nas amostras temperadas em óleo a que foi laminada - e apresentou microestrutura predominantemente fer rítica - teve maior limite de resistência do que a não-laminada, a qual teve microestrutura martensítica. Também neste caso a variação do limite de resistência a medida que se variou a velocidade de res friamento foi mais abrupta para as amostras laminadas do que para as não-laminadas.

A equação que melhor relacionou a microestrutura com o limite de resistência no caso das amostras ferríticas foi:

L.R.	(MPa) =	249	9 + 1729	$(f \beta/d\beta)$	1/2 + 850	-1/2 Lotoc	(2)
	r <sup>2</sup>	=	0,96	E.P.E.	= 15	99% Confiança	

onde f $\beta$  é a fração volumétrica de constituinte não-ferrítico é d $\beta$  é o seu tamanho de grão.

A deformação a quente praticamente não alterou significativamente os valores de alongamento uniforme - figura 9. Jã o alongamento total foi maior para as anostras laminadas, exceto para o caso das amostras temperadas em água. Os alongamentos apresentaram relação assintótica com o caminho livre médio ferrítico, como mostram as seguintes equa ções:

 $a_{u}[\$] = -6,5 + 6,7 \log (L_{\alpha\alpha})$ (3)  $r^{2} = 0,81 \quad E.P.E. = 2,2 \quad 99\$ \text{ Confiança}$   $a_{t}[\$] = -1,3 + 7,2 \log (L_{\alpha\alpha}) \qquad (4)$   $r^{2} = 0,87 \quad E.P.E. = 1,9 \quad 99\$ \text{ Confiança}$ 

A representação gráfica destas equações pode ser vista na figura 8b. É interessante notar que o fator que multiplica o termo logarítmi co é praticamente igual nas duas equações; elas se diferenciam ape nas no termo constante, o que indica uma evolução paralela a medida que a velocidade de resfriamento é variada.

## CONCLUSÕES

A aplicação de deformação a quente em um aço bifásico para lamina ção a quente ao Mn-Si-Cr-Mo provocou as seguintes alterações em rela ção a seu resfriamento a partir do estado não-deformado:

- aceleração da transformação ferrítica;
- menor tamanho de grão;
  - dureza da ferrita inalterada e maior dureza do constituinte não ferrítico;
  - maior resistência mecânica, exceto para resfriamento em óleo ou solução aquosa de poliacrilamida;
  - maior capacidade de alongamento, exceto para as amostras resfri adas em água, apesar do maior nível de resistência mecânica do material laminado.

### AGRADEC IMENTOS

Os autores agradecem a colaboração de Miguel Torres Neto e sua <u>e</u> quipe, do Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Pau lo - I.P.T., nos ensaios de laminação; de Benedito Dias Chivites, do Centro de Testes da COSIPA, na usinagem dos corpos de prova de lamina ção e tração; e dos técnicos Jair João Menegon e Airton R. M. Leal, do Departamento de Engenharia Metalúrgica da Escola Politécnica da U.S.P., nos ensaios de tração e preparação de amostras para o exame metalográfico.

#### BIBLIOGRAFIA

- RIGSBEE, J.M. et alii. In: STRUCTURE AND PROPERTIES OF DUAL PHASE STEELS. Proceedings. TMS-AIME, New Orleans, 1979, p. 304-329.
- (2) BEENKEN, h. et alii. <u>Einfluss unterschiedlicher</u> Legierungszusammensetzungen und thermomechanischer Verfahren auf das Umwandlungsverhalten, das Gefüge und die mechanischen Eigenschaften zweiphasiger Baustahle.Bonn, Bundesministerium für Forschung und Technologie, 1986, 109 p.
- (3) ELDIS, G.T. et alii. In: ALLOYS FOR THE EIGHTIES. Proceedings. Climax Molybdenum Company, Ann Arbor, 1930. p. 37-57.
- (4) MATHY, H. et alii. <u>Revue de Metallurgie CIT</u>, <u>77</u>(5): 421-438, Mai 1930.
- (5) COLDREN. A.P. et alii. In: FORMABLE HSLA AND DUAL-PHASE STEELS. Proceedings. TMS-AIME, Chicago, 1977, p. 205-218.
- (6) DESALOS, Y. et alii. Les Mémoires et Études Scientifiques de la Revue de Metallurgie, 76(6): 377-396, Juin 1979.
- (7) JONAS, J. J. et alii. In: FUNDAMENTALS OF DUAL PHASES STEELS, Proceedings. TMS-AIME, Chicago, 1981. p. 95-112.
- (8) ANNELLI, E. et aluu. <u>Bollettino Tecnico Finsider</u>, <u>395</u>: 169-179, Sit-Dic. 1982.
- (9) SIMON, A. et alii. <u>Revue de Metallurgie CIT</u>, <u>81</u>(7): 593-606, Jul. 1984.

- (10) VLAD, C.M. et alii. In: ACCELERATED COOLING OF STEEL. Proceedings. TMS-AIME, Warrendale, 1985. p. 435-446.
- (11) SMITH, Y.E. & SIEBERT, C.A. <u>Metallurgical Transactions</u>, <u>2</u>(6): 1171-1725, Jun. 1971.
- (12) UGGOWITZER, P. & STUWE, H.P. <u>Zeitschrift für Metallkunde</u>, <u>73</u>(5): 277-285, Mai. 1982.
- (13) LE PERA, F.S. Journal of Metals, 32(3): 38-39, March 1980.
- (14) BRANCHINI, O.L.G. & GORNI, A.A. <u>Mineração e Metalurgia</u>, <u>508</u>: 76-77, Set. 1989.
- (15) SHEN, H.P. & LEI, T.C. Metal Science, 18(5): 257-264, May 1984.
- (16) MAID, O. et alii. Steel Research, 56(5): 271-274, Mai 1985.

(a) All the second sec second sec

(1) A start of the start start start of the start of t

Velocidade de Resfriamento	0,5	2,5	5,0	17,5
Sem deformação	88	80	77	66
Com deformação	89	82	80	70

## TABELA I

Porcentagem de ferrita formada durante o resfriamento contínuo em aço bifásico com e sem deformação de 35% a 930<sup>0</sup>C. Composição Química: 0,092% C, 0,92% Mn, 1,53% Si, 0,55% Cr, 0,21% Mo<sup>(9)</sup>.



Figura 1 - Superposição dos Diagramas TRC determinados a partir da austenita deformada ou não para un aço com 0,06% C, 1,36% Si, 1,20% Mn, 0,51% Cr e 0,37% Mo<sup>(2)</sup>.

255.



b)

a)

Figura 2 - Microestrutura do aço ao Mn-Si-Cr-Mo a) laminado ou b) não deformado, após resfriamento em óleo. Ataque: Nital 5%. Aumento: 400 x.



Figura 3 - Evolução da fração volumétrica de constituinte não-ferríti co a medida que se variou a velocidade de resfriamento pa ra as anostras laminadas ou não.



Figura 4 - Evolução do tamanho de grão ferrítico e do constituinte não-ferrítico a medida que se variou a velocidade de res friamento para as amostras laminadas ou não.



Figura 5 - Evolução do caminho livre médio ferrítico a medida que se variou a velocidade de resfriamento para as amostras lam<u>i</u> nadas ou não.



Figura 6 - Evolução da dureza da ferrita e do constituinte não-ferrítico a medida que se variou a velocidade de resfriamento para as anostras laminadas ou não.



Figura 7 - Evolução dos limites de escoamento e resistência a medida que se variou a velocidade de resfriamento para as amos tras laminadas ou não.



400

350

300

250

LINITE DE EBCOAMENTO (MPs)



Figura 8 - Representação gráfica da relação entre a distância livre média ferrítica e o a) limite de escoamento e b) alonga mentos uniforme e total.



Figura 9 - Evolução dos alongamentos uniforme e total a medida que se variou a velocidade de resfriamento para as amostras lami nadas ou não.

b)